

[First Hit](#)[Previous Doc](#)[Next Doc](#)[Go to Doc#](#)

Generate Collection

Print

L11: Entry 17 of 27

File: JPAB

Aug 21, 1981

PUB-NO: JP356105456A

DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 56105456 A

TITLE: HEAT-RESISTING STEEL FOR AUTOMOTIVE EXHAUST GAS PURIFYING DEVICE

PUBN-DATE: August 21, 1981

## INVENTOR-INFORMATION:

NAME

COUNTRY

HOSHINO, KAZUO

IIIZUMI, SHOZO

SHIMIZU, ISAMU

NISHIMURA, MASAHIRO

US-CL-CURRENT: 420/70

INT-CL (IPC): C22C 38/18; C22C 38/18

## ABSTRACT:

PURPOSE: To provide the heat-resisting steel which has been improved in the high-temperature strength at weld parts without losing the formability thereof and is suitable for the automotive exhaust gas purifying device by particularly restricting the Cr equivalent of a steel containing specified amounts of C, Si, Mn, Ni, Cr and N.

CONSTITUTION: The heat-resisting steel contains not more than 0.05wt% C, 0.2~1.5wt% Si, not more than 1.5wt% Mn, 0.1~1.0wt% Ni, 10.0~15.0wt% Cr and not more than 0.05wt% N, the balance being essentially Fe and unavoidable impurities, wherein the Cr equivalent defined as  $Cr+2Si-30C-15N-2Ni-Mn$  is in the range of 10~13. Further, a total amount of 0.05~0.35wt% Ti and Nb is incorporated into the steel, as required. By thus restricting particularly the Cr equivalent in the said composition, more than 30% martensite phase is formed at the weld parts influenced by heat, so that a two-phase structure consisting of ferrite and martensite is produced and the high-temperature strength of the weld parts is improved. Accordingly, a hot-rolled plate equal in thickness as that of ferrite stainless steel can be produced from said heat-resisting steel.

COPYRIGHT: (C)1981, JPO&amp;Japio

[Previous Doc](#)[Next Doc](#)[Go to Doc#](#)

## ⑫ 公開特許公報 (A)

昭56—105456

⑪ Int. Cl.<sup>3</sup>  
C 22 C 38/18

識別記号

庁内整理番号  
7325—4K

⑬ 公開 昭和56年(1981)8月21日

CBR

発明の数 2  
審査請求 未請求

(全 4 頁)

⑭ 自動車排気ガス浄化装置用耐熱鋼

⑯ 発明者 清水勇

⑰ 特 願 昭55—6890

新南陽市大字富田4976番地日新  
製鋼株式会社周南製鋼所内

⑱ 出 願 昭55(1980)1月25日

⑲ 発明者 西村正博

⑳ 発明者 星野和夫

新南陽市大字富田4976番地日新  
製鋼株式会社周南製鋼所内新南陽市大字富田4976番地日新  
製鋼株式会社周南製鋼所内

㉑ 出 願 人 日新製鋼株式会社

㉒ 発明者 飯泉省三

東京都千代田区丸の内3丁目4  
番1号新南陽市大字富田4976番地日新  
製鋼株式会社周南製鋼所内

㉓ 代理人 弁理士 松井政広 外2名

## 明 細 書

## 1 発明の名称

自動車排気ガス浄化装置用耐熱鋼

## 2 特許請求の範囲

1 重量%で、C: 0.05%以下、Si: 0.2~1.5%, Mn: 1.5%以下、Ni: 0.1~1.0%, Cr: 10.0~15.0%, N: 0.05%以下を含み、残部がFeと不可避の不純物からなり、かつ次式で求められるCr当量が10~13の範囲にある溶接部の高温強度にすぐれた自動車排気ガス浄化装置用耐熱鋼。

$$\text{Cr 当量} = \text{Cr} + 28\text{Si} - 30\text{C} - 15(\text{N}) - 2\text{Ni} - \text{Mn}$$

ただし元素記号は当該元素の重量%を意味する。

2 重量%で、C: 0.05%以下、Si: 0.2~1.5%, Mn: 1.5%以下、Ni: 0.1~1.0%, Cr: 10.0~15.0%, N: 0.05%以下、Ti およびもしくはNb: 0.05~0.35%を含み、残部がFe および不可避の不純物からなり、かつ次式で求められるCr当量が10~13の範囲にある溶接部の高温強度にすぐれた自動車排気ガス浄化装置用耐熱鋼。

$$\text{Cr 当量} = \text{Cr} + 28\text{Si} - 30\text{C} - 15(\text{N}) - 2\text{Ni} - \text{Mn} + 12(\text{Ti}) + 6(\text{Nb})$$

ただし元素記号は当該元素の重量%を意味し、

$$(\text{Ti}) = \text{Ti} - \frac{48}{14}\text{N}, (\text{Nb}) = \text{Nb} - \frac{93}{14}\text{N}, (\text{N}) = \text{N} - \frac{14}{48}\text{Ti} + \frac{14}{93}\text{Nb} \text{ である。}$$

## 3 発明の詳細な説明

本発明は通常のフェライト系ステンレス鋼と同等の成形性、溶接性を有するより廉価な耐熱鋼で、自動車排気ガス浄化装置のように高温における耐酸化性と強度、特に溶接継手の疲労強度が要求される部品に適する鋼に関するものである。

最近の排気ガス浄化処理システムは触媒コンバーターを中心としたものが主流となっている。しかも、触媒そのものやコンバーターの改良が続けられてきた結果、各部品がさらされる温度は最高750℃程度に低下し、使用される材料も、従来から多量に使用されているSUH304から比較的安価なSUH409や極低炭素13Cr鋼などのフェライト系ステンレス鋼が使用されるようになってきた。ところで、自動車の排気ガス浄化装置は、各

部品が成形加工、溶接の工程で組み立てられた後、エンジン側からフロントパイプ、触媒コンバーター、センターパイプ、メインマフラーおよびティールパイプの順に、各部品に溶接されたフランジをボルトじめで連結した形で装着されている。このように装着されているため、各部品のフランジとの溶接部は走行中に受ける振動に対して大きな応力集中部となる。したがって、溶接部の疲労強度、特に高温疲労強度の劣る材料を用いると溶接部で疲労破断を起こしやす。各部品にSUH409や極低炭素13Cr鋼を使用すると、やはりフロントパイプや触媒コンバーターの400~500℃に加熱されるフランジとの溶接部で、ステンレス鋼側ビード止端の粗粒化した溶接熱影響部で破断しやすい。これを防止するため実際には、溶接部を補強する構造にしたり、溶接施工に特別な注意をはらって製作している。このため製作コスト低減のための効果的な対策が必要となり材料面からの改良も強く要求されていた。

本発明は、上記問題を解決するためにCr10.0

## (3)

ためにTi、Nbの一種または二種を0.05~0.35%含有させることができるものである。

次に、発明鋼において、各元素の含有量およびCr当量の範囲を上記のように定めた理由は以下のとおりである。

C; 耐高温酸化性および成形性に対しては低いほうが良いが、溶接熱影響部に30%以上のマルテンサイト相を生成させるためには適量含まれたほうが良い。そこで、溶接性、成形性をそこなわない程度として0.05%以下とした。

Si; 耐高温酸化性を改善する上で有効であり、本発明鋼の低Cr鋼の特性を補なうことができるが、本発明の用途では最高1.5%あれば十分である。また、高Cr鋼では少なくできるが、0.2%より少なくなると鋼の製造性および溶接作業性が著しく低下するので、0.2~1.5%の範囲とする。

Mn; 溶接熱影響部にマルテンサイト相を多く出すためには有効な元素であるが、多く含まれると耐高温酸化性を低下させるので、1.5%以下と

## (5)

~15.0%のフェライト系ステンレス鋼の成形性、溶接性をそこなうことなく溶接部の高温強度を大巾に改善することを目的としてなされたものである。

本発明者は、フェライト系ステンレス鋼の溶接部の高温強度についての詳細な研究の結果、本発明の用途での諸要求を満足させるためには、Cを0.05%以下とし、溶接熱影響部に30%以上のマルテンサイト相を生成させる必要があることがわかった。具体的には、重量%でC:0.05%以下、Si:0.2~1.5%、Mn:1.5%以下、Ni:0.1~1.0%、Cr:10.0~15.0%、N:0.05%以下、必要ならばTiおよびもしくはNb:0.05~0.35%を含む鋼で次式で求められるCr当量が10~13の範囲にあるものである。

$$\text{Cr当量} = \text{Cr} + 28\text{Si} - 30\text{C} - 15(\text{N}) - 2\text{Ni} - \text{Mn} \\ + 12(\text{Ti}) + 6(\text{Nb})$$

$$\text{ただし、} (\text{Ti}) = \text{Ti} - \frac{48}{14}\text{N}, (\text{Nb}) = \text{Nb} - \frac{93}{14}\text{N},$$

$$(\text{N}) = \text{N} - \frac{14}{48}\text{Ti} + \frac{14}{93}\text{Nb}$$

また、溶接部および母材の強度をさらに改善する

## (4)

する。

Ni; Mnと同じ効果を有するが、多量の添加は原価を上げることになるので、上限を1.0%とする。また、Niは母材および溶接部の韧性改善にも有効なので0.1%以上を添加するものとする。

Cr; 耐食性および耐高温酸化性を付与するためには必須元素であり、本用途では10.0%以上必要である。ただし、多すぎると溶接部の高温強度が著しく劣る上に本発明の用途に対しては原価高になるので、上限を15.0%とする。

N; Cと同様、溶接熱影響部の組織を調整する上で有効であるが、多く含まれると鋼を硬質にし、成形性を低下させるので0.05%以下とする。

Ti; 成形性を改善するのに有効である。また、溶接熱影響部に生成するマルテンサイト相の焼もどし軟化抵抗を上げるので、溶接部の高温強度を長時間維持させるのに有効である。ただし、フェライト生成元素のため多く添加すると溶接熱影響部に30%以上のマルテンサイト相を生

## (6)

成さすことが難しくなるので、範囲を0.05～0.35%とする。

Nb; 溶接部の高温強度を改善する上でTiと同じ効果が得られるが、母材の高温強度をも改善する効果がある。また、Tiと同様フェライト生成元素のため多く添加すると溶接部の組織調整が難しくなるので範囲を0.05～0.35%とする。

Cr当量; 本用途で問題となる溶接熱影響部の高温強度改善には熱影響部に30%以上のマルテンサイト相を生成させ、フェライトとマルテンサイトからなる2相組織にする必要がある。それには上記の計算式でCr当量を13以下にしなければならない。ところが、Cr当量を10以下にすると、溶接熱影響部のマルテンサイト相は80%以上にもなり、高温強度の改善には有効であるが、母材の製造工程の熱間圧延温度ではほぼオーステナイト単相となり、熱間変形抵抗が著しく増すため、通常のフェライト系ステンレス鋼のように板厚の薄い熱延板の製造が困難になり、原価高になる。そこで、Cr当量を10～13

(7)

第1表 供試材の化学組成(%), Cr当量および溶接熱影響部のマルテンサイト量(%)

|             | 記号            | C     | Si   | Mn   | Ni   | Cr    | N     | Ti   | Nb   | Cr当量  | マルテンサイト量 |
|-------------|---------------|-------|------|------|------|-------|-------|------|------|-------|----------|
| 発<br>明<br>鋼 | 1             | 0.047 | 0.37 | 0.45 | 0.18 | 11.75 | 0.015 | -    | -    | 10.04 | 74.2     |
|             | 2             | 0.045 | 0.75 | 0.52 | 0.51 | 14.37 | 0.012 | -    | -    | 12.80 | 31.4     |
|             | 3             | 0.021 | 1.43 | 0.74 | 0.15 | 10.42 | /     | -    | -    | 11.43 | 42.1     |
|             | 4             | 0.022 | 0.51 | 0.32 | 0.75 | 12.41 | /     | -    | -    | 10.77 | 61.3     |
|             | 5             | 0.047 | 0.28 | 0.47 | 0.21 | 11.73 | /     | 0.28 | -    | 12.86 | 39.0     |
|             | 6             | 0.022 | 0.22 | 0.58 | 0.18 | 11.08 | 0.015 | 0.16 | -    | 11.24 | 43.4     |
|             | 7             | 0.049 | 0.28 | 0.49 | 0.18 | 11.53 | /     | -    | 0.20 | 10.37 | 53.6     |
|             | 8             | 0.039 | 0.43 | 0.51 | 0.24 | 11.14 | 0.010 | 0.15 | 0.10 | 11.88 | 33.2     |
|             | 9             | 0.025 | 1.21 | 1.20 | 0.21 | 10.56 | 0.012 | -    | -    | 10.14 | 75.6     |
| 比<br>較<br>鋼 | 10            | 0.073 | 0.26 | 0.52 | 0.14 | 12.67 | 0.011 | -    | -    | 10.04 | 84.2     |
|             | 11            | 0.064 | 0.25 | 0.45 | 0.22 | 10.52 | 0.009 | -    | -    | 8.08  | 100      |
|             | 12            | 0.036 | 0.54 | 0.42 | 0.18 | 13.58 | 0.012 | 0.27 | -    | 15.56 | 3.1      |
|             | 極低炭素<br>13Cr鋼 | 0.007 | 0.47 | 0.23 | 0.11 | 13.24 | 0.008 | -    | -    | 13.40 | 21.3     |
|             | 8UH409        | 0.029 | 0.28 | 0.46 | 0.21 | 11.17 | 0.008 | 0.51 | -    | 15.74 | 0        |

(9)

の範囲にする必要がある。

次に実施例によつて本発明の効果を説明する。

第1表に示す14種類の組成の鋼を溶製し、それらの鋼塊を通常の方法で熱間圧延、冷間圧延および焼鈍し、厚さ2.0mmの板とした。比較鋼の中には商用の極低炭素13Cr鋼および8UH409をも含めて参考に供した。これらの板について、

- 1) 高温疲労試験; 母材と心線Y309を用いてMIQ溶接した溶接継手について、シエンク型疲労試験機を用い、500℃で試験した。
  - 2) 溶接熱影響部のマルテンサイト量測定; ポイントカウント法により測定した。
  - 3) 高温引張試験; 母材および溶接熱サイクル付与後、500℃で100hr時効した試料について、500℃で引張試験を行なった。
  - 4) 成形性試験; 2mmの板を1.0mmに冷間圧延および焼鈍をした後、エリクセン試験を行なった。
- 以上の試験結果を第1表から第4表にそれぞれ示した。

(8)

第2表 高温疲労試験結果(500℃,  $a=5 \times 10^{-6}$ での疲労強度 $k_f$ /mm)

|             | 記号            | 母材 $\sigma_H$ | 溶接継手 $\sigma_w$ | $\sigma_w/\sigma_H$ | 溶接熱影響部のマルテンサイト量(%) |
|-------------|---------------|---------------|-----------------|---------------------|--------------------|
| 発<br>明<br>鋼 | 1             | 14.0          | 14.0            | 1.0                 | 76.2               |
|             | 2             | 18.3          | 18.4            | 1.0                 | 31.4               |
|             | 5             | 14.1          | 14.1            | 1.0                 | 39.0               |
|             | 6             | 14.0          | 15.4            | 1.1                 | 43.4               |
|             | 7             | 15.1          | 15.8            | 1.0                 | 53.6               |
|             | 10            | 15.2          | 16.7            | 1.1                 | 84.2               |
|             | 11            | 14.5          | 17.4            | 1.2                 | 100                |
| 比<br>較<br>鋼 | 12            | 17.5          | 13.8            | 0.79                | 3.1                |
|             | 極低炭素<br>13Cr鋼 | 11.8          | 10.0            | 0.85                | 21.3               |
|             | 8UH409        | 12.1          | 9.7             | 0.80                | 0                  |

第3表 高温引張試験結果( $k_f$ /mm)

|             | 記号            | 母材   | 溶接熱サイクル<br>付与直後 | 溶接熱サイクル付与後<br>500℃×100hr時効 |
|-------------|---------------|------|-----------------|----------------------------|
| 発<br>明<br>鋼 | 1             | 23.1 | 84.5            | 42.6                       |
|             | 2             | 28.6 | 49.3            | 40.3                       |
|             | 5             | 23.4 | 51.2            | 47.6                       |
|             | 6             | 23.0 | 48.3            | 47.2                       |
|             | 7             | 26.0 | 54.2            | 51.3                       |
|             | 10            | 24.1 | 87.2            | 42.8                       |
|             | 11            | 23.4 | 95.4            | 48.2                       |
| 比<br>較<br>鋼 | 極低炭素<br>13Cr鋼 | 21.2 | 21.0            | 21.0                       |
|             | 8UH409        | 23.2 | 23.4            | 23.0                       |

(10)

第4表 引張試験値およびエリクセン値

|             | 配 号           | 引 張 試 験 値              |                      |            | エリクセン値<br>(mm) |
|-------------|---------------|------------------------|----------------------|------------|----------------|
|             |               | 0.2%耐力<br>( $K_p$ /mm) | 引張強さ<br>( $K_p$ /mm) | 伸 び<br>(%) |                |
| 発<br>明<br>鋼 | 1             | 24.5                   | 47.5                 | 2.8        | 11.0           |
|             | 2             | 28.1                   | 50.3                 | 2.7        | 10.8           |
|             | 3             | 29.7                   | 52.4                 | 2.9        | 11.1           |
|             | 4             | 24.5                   | 45.5                 | 3.2        | 11.2           |
|             | 5             | 22.0                   | 46.5                 | 3.3        | 11.3           |
|             | 6             | 26.0                   | 45.0                 | 3.3        | 11.3           |
|             | 7             | 27.6                   | 48.2                 | 2.7        | 10.7           |
|             | 8             | 26.2                   | 45.3                 | 3.3        | 11.2           |
| 比<br>較<br>鋼 | 10            | 32.5                   | 52.5                 | 2.4        | 9.7            |
|             | 11            | 31.3                   | 51.4                 | 2.4        | 9.8            |
|             | 極低炭素<br>13Cr鋼 | 24.5                   | 45.5                 | 2.7        | 11.0           |
|             | 8UH409        | 22.5                   | 41.5                 | 3.3        | 10.8           |

第1表の結果より、発明鋼、比較鋼ともCr当量が1.3以下であればいずれも、溶接熱影響部に生成するマルテンサイト相の量が30%以上あり、Cr当量によつて組織の調整ができることがわかる。

第2表の結果より、発明鋼および比較鋼とも溶接熱影響部に生成するマルテンサイト相の量が30%以上あれば、溶接継手のように応力集中部が存在する場合でもその高温疲労強度は母材のそれより低下しないことがわかる。一方、比較鋼の中の極低炭素13Cr鋼および8UH409では、マルテンサイト相の量が30%以下であり、溶接継手の高温疲労強度は母材よりかなり低下している。

また、比較鋼-12は、組成では発明鋼に含まれるが、Cr当量が1.3以上になつており、溶接熱影響部のマルテンサイト相の量が著しく少ない。したがつて、比較鋼-12の溶接継手の高温疲労強度は母材よりかなり低下している。

第3表の結果より、溶接作業にシミュレートして熱サイクルを与えた溶接熱影響部の組織を有す

(11)

る試料の内、発明鋼の1, 2, 5, 6, 7および比較鋼の10, 11のようにCr当量が1.3以下にあるものはいずれも高い高温強度を有しており、溶接継手の高温疲労強度の低下を防いでいる基になつてゐることがわかる。また、それらを長時間焼効すると高温強度の低下が生ずるが、発明鋼の5, 6, 7のようにTiまたはNbを添加したものはその低下が極めて少ない。したがつて、適量のTiまたはNbを添加すると溶接継手の強度を長時維持できる。

第4表の結果より、本発明鋼の組成範囲にある鋼はいずれも従来から本発明の用途に使用されてゐた、極低炭素13Cr鋼および8UH409と同等もしくはそれ以上の成形性を有していることがわかる。ところが、Cを0.05%以上含有する比較鋼の10, 11は成形性が著しく劣り、本発明の用途では利用しにくい。

以上のように、Cr:10.0~15.0%の鋼のCを0.05%以下とし、Cr当量を1.0~1.3に規制することで、従来から本発明の用途に使用されてい

(13)

(12)

たフェライト系ステンレス鋼と同等以上の成形性を有し、溶接継手の高温疲労強度が高い鋼を得ることができる。また、Cr当量の下限を1.0としたことにより従来のフェライト系ステンレス鋼と同等の厚さの熱延板が製造できるため、製造性に対してはデメリットが全くない。したがつて、本発明鋼は自動車排ガス浄化装置用材料として広く使用され、経済性の面で大きな効果が期待される。

特許出願人 日新製鋼株式会社

代 理 人 弁 理 士 松 井 政 広  
(外2名)

(14)